

## CONTRIBUCION DE MECANISMOS ESTATICOS DE FRACTURA EN LA VELOCIDAD DE PROPAGACION DE GRIETAS POR FATIGA EN ACEROS DE BAJO Y MEDIO CONTENIDO DE C.

M.A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodriguez Ibabe y J.J. Urcola

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y  
Escuela Superior de Ingenieros Industriales  
Pº. Manuel de Lardizabal, 15, 20009 San Sebastián (País Vasco)

**Resumen.** Se ha analizado la influencia de los mecanismos estáticos en la velocidad de propagación de la grieta por fatiga en varios aceros. La existencia de inclusiones de pequeño tamaño da lugar a la aparición de cavidades dúctiles. En cambio, partículas de TiN originan estallidos frágiles dentro de la zona de fatiga. Dependiendo de las características microestructurales del material que circunda la partícula frágil, la microgrieta puede quedar totalmente confinada en la partícula o bien constituir una isla frágil que abarque varios granos. Se ha analizado la influencia de los dos tipos de mecanismos estáticos en la velocidad macroscópica de propagación de la grieta.

**Abstract.** The influence of static mechanisms on fatigue crack propagation in different steels is considered. Small inclusions originate void nucleation. On the contrary, TiN particles contribute to the formation of bursts of cleavage in the fatigue zone. Taking into account the microstructural characteristics of the matrix that surrounds the particle, the microcrack can be confined into the particle or propagate along the matrix forming a cleavage burst. The influence on macroscopic crack propagation of these two types of static mechanisms is considered.

### 1. INTRODUCCION

Cuando se estudian velocidades de propagación de grietas dentro de la zona de Paris es posible encontrar, junto a los mecanismos habituales de fatiga, otros de carácter estático que contribuyen al crecimiento de la grieta. La existencia de dichos mecanismos puede alterar notablemente el comportamiento de la grieta, dando lugar a unas velocidades de propagación macroscópicas más elevadas. En consecuencia, analizar la contribución de los mecanismos estáticos y de las variables (microestructurales y de solicitaciones tanto de tensiones como de deformaciones) que favorecen su aparición es un aspecto fundamental en el estudio del comportamiento a fatiga de determinados materiales.

Desde el punto de vista de su influencia en la velocidad de propagación de la grieta los mecanismos estáticos deben ser subdivididos en frágiles y dúctiles. El efecto de los mecanismos estáticos frágiles ha sido ampliamente citado en la bibliografía. La presencia de facetas frágiles junto a los mecanismos propios de

fatiga conduce en general a un aumento del exponente  $m$  de la ecuación de Paris. Ritchie y Knott [1] al realizar una recopilación de diferentes datos experimentales relativos a aleaciones metálicas observan una fuerte dependencia de  $m$  con la tenacidad del material. A medida que ésta es más pequeña resulta más fácil que durante el proceso de crecimiento de la grieta el valor de  $K_{max}$  supere localmente la tenacidad microscópica del material originando estallidos frágiles. El resultado es que el exponente  $m$  puede duplicar e incluso triplicar su valor habitual (entre 2 y 4). Al ser dicho efecto dependiente de  $K_{max}$ , la relación de cargas aparece como una variable que influye en la ecuación de Paris. Dicho efecto ha sido tenido en cuenta en diferentes ecuaciones empíricas [2, 3].

Los mecanismos dúctiles estáticos están relacionados con la decohesión de partículas no metálicas y su influencia en la velocidad de propagación por fatiga no está tan definida como en el caso de la fractura frágil [4]. Esto puede ser debido al distinto comportamiento que tienen las partículas no metálicas según su

naturaleza, conducentes a comportamientos diferentes en la nucleación y crecimiento de cavidades. Sin embargo, su efecto en general no suele ser tan drástico como en el caso de los modos frágiles.

En el presente trabajo se exponen los resultados obtenidos con diferentes aceros analizando la influencia de los dos tipos de mecanismos estáticos de fractura en la velocidad de propagación de la grieta.

## 2. MATERIAL Y TECNICAS EXPERIMENTALES

Los ensayos de fatiga se realizaron con dos aceros microaleados de forja cuyas composiciones químicas se indican en la Tabla 1. En dicha tabla también se han introducido las composiciones químicas de un acero de recipiente de presión con estructura ferrítico-perlítica y una soldadura. Estos dos últimos aceros fueron estudiados anteriormente [5, 6] pero sus resultados serán utilizados posteriormente en el presente trabajo con objeto de analizar diferentes comportamientos.

El acero al Ti-V se estudió en condiciones microestructurales correspondientes a las de suministro (estructura ferrítico-perlítica) y a las obtenidas tras tratamientos termomecánicos (estructuras ferrítico-perlíticas y estructuras de ferrita acicular). Los valores de los diferentes parámetros microestructurales y sus correspondientes propiedades mecánicas convencionales se indican en las ref. [7 - 9].

**Tabla 1.** Composiciones químicas de los aceros analizados

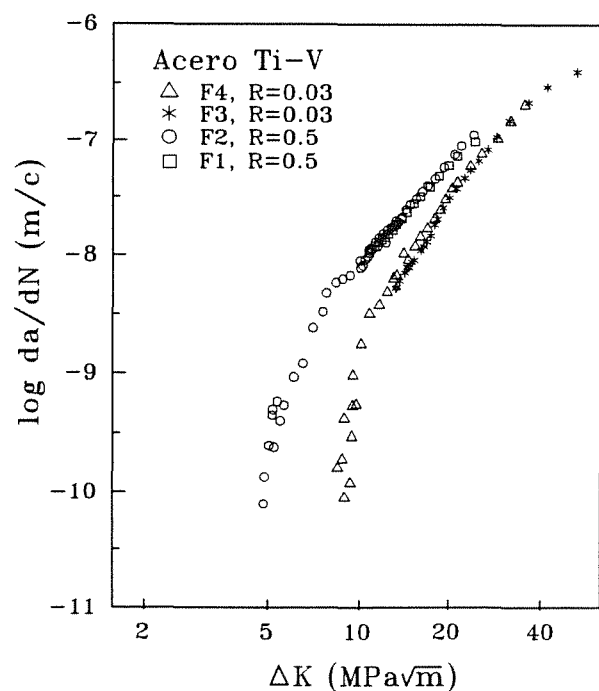
Acero	C	Mn	Si	P	S	V	Al	Ti	Mo	N (ppm)
Ti-V	.37	1.45	.56	.010	.043	.11	.024	.015	-	162
Ti	.35	1.56	.33	.004	.007	-	.027	.028	-	89
C-Mn	.22	1.21	.035	.030	.004	-	-	-	-	-
Sold.	.085	1.9	.23	.012	.009	-	-	-	.45	-

Los ensayos de fatiga se llevaron a cabo en una máquina de resonancia marca Rumul, de 20 KN de capacidad. Las probetas utilizadas fueron del tipo CT con espesor con  $B = 6$  mm y  $W = 36$  mm. Esta geometría de probeta permitió determinar los umbrales de fatiga y las ecuaciones de Paris tanto de las estructuras de suministro como de las resultantes de los tratamientos termomecánicos. Su tamaño y espesor estuvieron determinados por las dimensiones de las palanquillas y de las probetas de compresión plana. La extracción de las probetas CT a partir de estos productos se realizó de manera que el plano de fractura fuera  $\perp$  a la dirección de laminación.

El umbral de fatiga se determinó en condiciones ambientales de laboratorio para dos relaciones de carga,  $R = 0.03$  y  $0.5$ . Los ensayos se realizaron bajo control de carga, aplicando una onda sinusoidal a una frecuencia en torno a los 150 Hz decreciente a lo largo del ensayo. La longitud de la grieta se determinó utilizando catetómetros de  $\times 40$ . Los ensayos para la determinación de la ecuación de Paris se realizaron según la norma ASTM E647-88.

## 3. RESULTADOS

En la Fig. 1 se muestran las curvas  $\Delta K - da/dN$  correspondientes al acero al Ti-V en condiciones de suministro para  $R = 0.03$  y  $0.5$ . La influencia de la relación de cargas es manifiesta en todo el rango de valores de  $\Delta K$ . Las curvas correspondientes a las estructuras obtenidas mediante tratamientos termomecánicos se indican en la Fig. 2 para  $R = 0.03$ . Finalmente, la Fig. 3 corresponde a los ensayos realizados con el acero microaleado con Ti. A partir de dichas curvas se determinaron los valores de las constantes de la ecuación de Paris y los umbrales de fatiga. Los resultados obtenidos vienen resumidos en la Tabla 2.



**Fig. 1.** Curvas  $\Delta K - da/dN$  correspondientes al acero microaleado al Ti-V con microestructura ferrítico-perlítica.

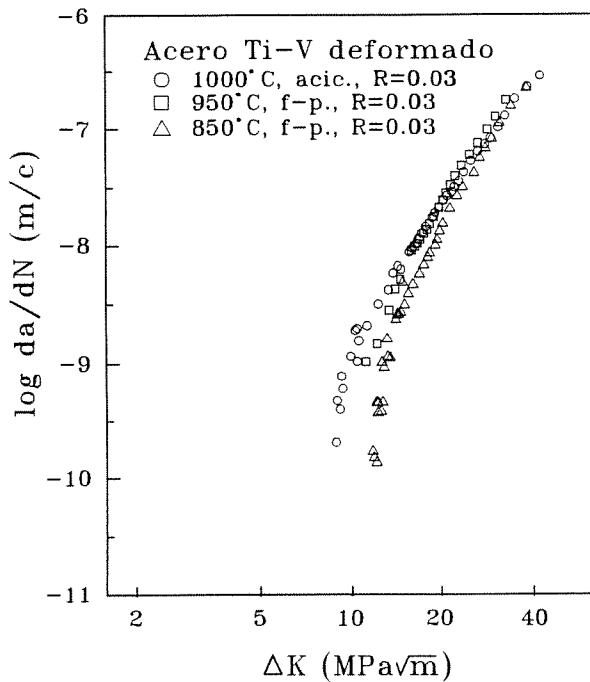


Fig. 2. Curvas  $\Delta K$  -  $da/dN$  correspondientes al acero microaleado al Ti-V con microestructuras ferrítico-perlíticas y de ferritas aciculares obtenidas mediante tratamientos termomecánicos.

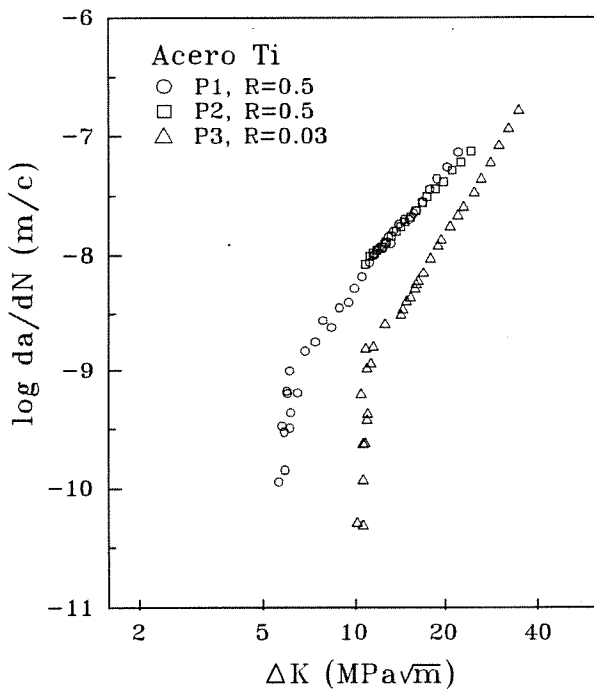


Fig. 3. Curvas  $\Delta K$  -  $da/dN$  correspondientes al acero microaleado al Ti con microestructura ferrítico-perlítica.

Como puede apreciarse en la Tabla 2, los valores del exponente  $m$  oscilan entre 3.5 y 4.7 para  $R = 0.03$ ; en cambio cuando  $R = 0.5$  el intervalo de  $m$  se encuentra

comprendido entre 2.7 y 3. Con relación al umbral de fatiga, la influencia de la relación de cargas es más manifiesta que la de la microestructura.

El estudio fractográfico de las diferentes probetas pone de manifiesto la aparición de mecanismos estáticos que coexisten con los habituales de fatiga. Además de la presencia de estrías, más nítidamente observables para valores elevados de  $\Delta K$ , del típico aspecto "amorfo" de las superficies de fatiga de los aceros y de las partículas de óxidos en el rango de velocidades correspondiente al umbral, pueden identificarse tanto cavidades dúctiles nucleadas en inclusiones como islas frágiles constituidas por varias facetas.

Con relación a los mecanismos dúctiles, tanto en el acero al Ti-V como en el acero al Ti aparecen como ya se ha indicado cavidades dúctiles nucleadas en inclusiones. Estas cavidades son más abundantes en el primer acero que en el segundo, lo cual concuerda con los niveles de inclusiones presentes (en el acero al Ti-V el nivel de S es seis veces superior al del acero al Ti). Por otra parte, es de señalar que la fracción volumétrica de cavidades prácticamente se mantiene constante a lo largo de todo el rango de  $\Delta K$  correspondiente a la zona de Paris. En la Fig. 4 se muestra un ejemplo de cavidades nucleadas a partir de inclusiones de MnS en el acero al Ti-V. Si bien la fracción volumétrica no aumenta al hacerlo  $\Delta K$  si es evidente que existe una fuerte heterogeneidad de unas zonas a otras. Para el caso del acero al Ti-V se ha estimado una fracción volumétrica de cavidades presentes en la superficie de fractura próxima a un  $\sim 7\%$ .



Fig. 4. Superficie de fractura con presencia de cavidades dúctiles nucleadas en inclusiones de MnS (acero microaleado al Ti-V,  $R = 0.5$ ,  $\Delta K = 27$  MPa $\sqrt{m}$ ).

Tabla 2. Valores de los coeficientes C y m de la ecuación de Paris y umbrales de fatiga

Material	Estructura	R	C	m	$\Delta K_{th}$ (MPa $\sqrt{m}$ )	límites confianza 95% (MPa $\sqrt{m}$ )
Ti - V	$\alpha$ - perl.	0,03	$4,74 \cdot 10^{-13}$	3,69	-	-
	$\alpha$ - perl.		$1,17 \cdot 10^{-12}$	3,44	8,8	$8 \leq \Delta K_{th} \leq 10,2$
	$\alpha$ acicular (*)		$5,15 \cdot 10^{-13}$	3,60	8,5	$7,8 \leq \Delta K_{th} \leq 9,9$
	$\alpha$ - perl. (+)		$1,02 \cdot 10^{-14}$	4,74	11,6	$11 \leq \Delta K_{th} \leq 13,1$
	$\alpha$ - perl. (++)		$8,05 \cdot 10^{-14}$	4,24	-	-
	media		$5,22 \cdot 10^{-13}$	3,64		
	$\alpha$ - perl.	0,5	$1,31 \cdot 10^{-11}$	2,85	-	-
	$\alpha$ - perl.		$8,26 \cdot 10^{-12}$	3,04	4,7	$4,1 \leq \Delta K_{th} \leq 6,3$
	media		$1,0 \cdot 10^{-11}$	2,96		
Ti	$\alpha$ - perl.	0,03	$4,14 \cdot 10^{-14}$	4,28	10,5	$9,6 \leq \Delta K_{th} \leq 11,7$
	$\alpha$ - perl.	0,5	$6,84 \cdot 10^{-12}$	2,99	5,6	$4,8 \leq \Delta K_{th} \leq 7$
	$\alpha$ - perl.		$1,59 \cdot 10^{-11}$	2,66	-	-
	media		$1,21 \cdot 10^{-11}$	2,77		

(\*) tratamiento termomecánico ( $T_{def} = 1000^{\circ}C$  y enfriamiento por convección forzada)

(+) tratamiento termomecánico ( $T_{def} = 850^{\circ}C$  y enfriamiento al aire)

(++) tratamiento termomecánico ( $T_{def} = 950^{\circ}C$  y enfriamiento al aire)

Con relación a los mecanismos frágiles, cabe destacar que los mismos aparecen esporádicamente tanto en el acero al Ti-V como en el acero al Ti. En la mayoría de los casos el inicio frágil está originado por la rotura de partículas de TiN de gran tamaño ( $>3.5 \mu m$ ). Una vez iniciada la fractura en la partícula, la misma se propaga dando lugar a la formación de varias facetas antes de su paralización.

El número de facetas frágiles que se observa en cada probeta es muy pequeño, con lo cual su influencia en la velocidad de propagación macroscópica es inapreciable. Sin embargo, el estudio de dichas islas frágiles puede contribuir a entender los mecanismos que intervienen en los procesos estáticos frágiles. En la Fig. 5. se muestra un ejemplo de una isla frágil constituida por varias facetas y nucleada a partir de la rotura de una partícula de TiN. La fractura frágil no progresó quedando la misma paralizada en juntas de gran ángulo matriz-matriz.

Con objeto de estudiar la formación de las zonas frágiles, en la Tabla 3 se resumen algunas características de las mismas (localización, tamaño de la partícula causante de la fractura, número de facetas que constituyen la isla y dimensiones máxima y

mínima de la misma) medidas en tres probetas del acero al Ti-V con estructura ferrítico-perlítica.

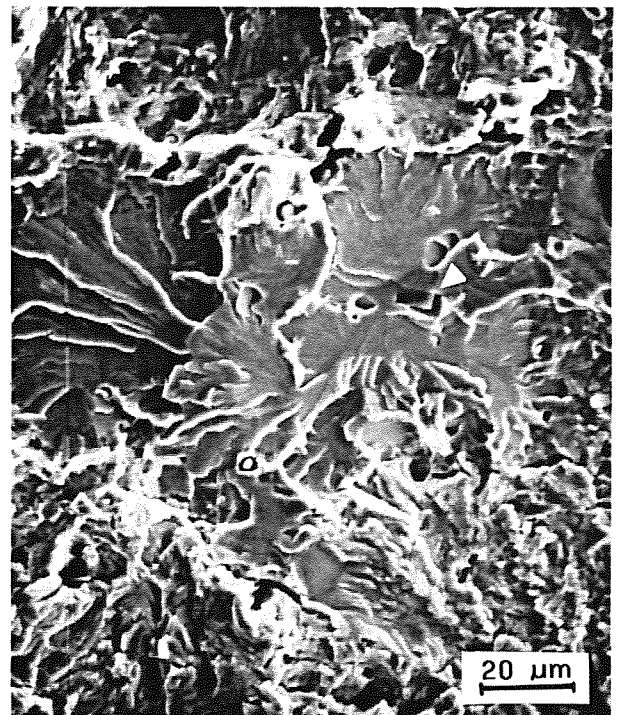


Fig. 5. Isla frágil formada a partir de la fractura de una partícula de TiN.

**Tabla 3.** Características de estallidos frágiles situados en superficies de fatiga de probetas del acero al Ti-V con estructuras ferrítico-perlíticas.

R	K <sub>max</sub> (MPa√m)	Tamaño partícula TiN			nº facetas	Tamaño isla frágil		
		a <sub>min</sub> (μm)	a <sub>max</sub> (μm)	√a <sub>min</sub> ·a <sub>max</sub> (μm)		d <sub>min</sub> (μm)	d <sub>max</sub> (μm)	√d <sub>min</sub> ·d <sub>max</sub> (μm)
0.03	-	6.1	6.9	6.5	8	45	89	63.6
	-	3.5	8.4	5.4	>8	-	-	-
	60	4.4	6.5	5.3	9	50	90	67.1
	80	5.4	6.8	6.1	1	21.7	30.4	25.7
	86	8.0	8.0	8.0	7	43.5	89.6	62.4
0.5	53	3.3	8.3	5.3	7	90	142	113
	59	4.2	8.3	5.9	10	68	97	81.3
	60	2.2	5.8	4.4	8	50	80	63.2
0.5	51.2	2.2	10.4	4.8	>10	40	>128	>70
	53.3	1.6	8.3	3.7	2	40	51.6	45.4
	61.6	-	-	-	10	50	100	70.7

**4. DISCUSION**

**4.1 Mecanismos estáticos frágiles**

El estudio de los efectos que los mecanismo estáticos ejercen sobre la velocidad de propagación no resulta fácil de cuantificar cuando los mismos no se dan en cuantía suficiente como para originar aumentos apreciables de este parámetro. Sólo cuando existe un predominio notable de los mecanismos estáticos frágiles se observan aumentos importantes en da/dN que conducen a la aparición de la zona III de la curva sigmoidal ΔK - da/dN. En los aceros analizados no se ha dado dicha circunstancia y desde el punto de vista de mecanismos frágiles, el efecto de los mismos es despreciable en el crecimiento de la grieta, tal como lo señalan los valores de los exponentes de las ecuaciones de Paris y el análisis fractográfico.

Sin embargo, los datos recopilados en la Tabla 3 pueden ser analizados para determinar qué tipos de características microestructurales intervienen en el inicio de un proceso de fractura frágil. En primer lugar, tal como cabría esperar los estallidos frágiles se han observado fundamentalmente para valores elevados de ΔK. Por otra parte, es de destacar que los tamaños de las partículas de TiN son notablemente superiores a los observados en los ensayos de tenacidad, tanto a temperatura ambiente [9] como en nitrógeno líquido [10], y pertenecen al grupo de partículas más grandes de la distribución.

Este hecho contrasta con los análisis realizados en los ensayos de tenacidad. Por una parte es necesario

considerar que el volumen de material "barrido" en los ensayos de fatiga puede ser mayor que el correspondiente a los ensayos de tenacidad. En este último caso para un espesor dado de probeta la franja más ancha que corresponde a un comportamiento dúctil-frágil del acero en muy pocos casos va a suponer más allá de 1 mm. En los ensayos de fatiga la zona con K<sub>max</sub> > 50 MPa√m supera los 2 mm. En consecuencia, la diferencia de volúmenes barridos por la grieta macroscópica en ambos casos no es lo suficientemente grande como para relacionar el fenómeno con un efecto de probabilidad.

Por otra parte, la confirmación de la existencia de partículas de gran tamaño que dan lugar a la iniciación de estallidos frágiles parece contradecir el efecto observado previamente sobre la inocuidad de las mismas para desencadenar fracturas frágiles [10]. Sin embargo, un cuidadoso análisis fractográfico pone de manifiesto algunas singularidades. En efecto, en varios estallidos frágiles se ha observado que la partícula se halla fragmentada en varios trozos. El estudio de la rotura muestra inequívocamente que la partícula se ha roto en diferentes fases. Un ejemplo de este comportamiento se indica en la Fig. 6.

En una primera fase, la partícula se rompe bajo la acción de una tensión que no es capaz de hacer progresar la fractura a través de la intercara partícula-matriz. Como consecuencia de ello, la grieta se paraliza en la intercara y bajo la acción de las tensiones actuantes se enroma. La partícula queda fragmentada en dos trozos con una microgrieta inactiva desde el punto de vista de fractura frágil. Sin embargo, dadas las

características de los TiN, la unión partícula fracturada-matriz sigue siendo total en varias de las caras de cada uno de los trozos fragmentados. En consecuencia, cada uno de ellos actúa como una partícula de TiN de dimensiones más pequeñas que la originaria y que, siguiendo el efecto Weibull requiere de una tensión más elevada para su fractura. Cuando esa tensión se alcanza, unos de los fragmentos vuelve a romperse, pero en esta ocasión es posible que la tensión aplicada sea suficiente para que la nueva microgrieta atraviese la intercara partícula-matriz. Este hecho conduce a que en algunas de las partículas de gran tamaño las dimensiones "efectivas" de la misma que han contribuido a la fractura frágil sean menores que sus dimensiones totales. Sin embargo, dicho efecto, que

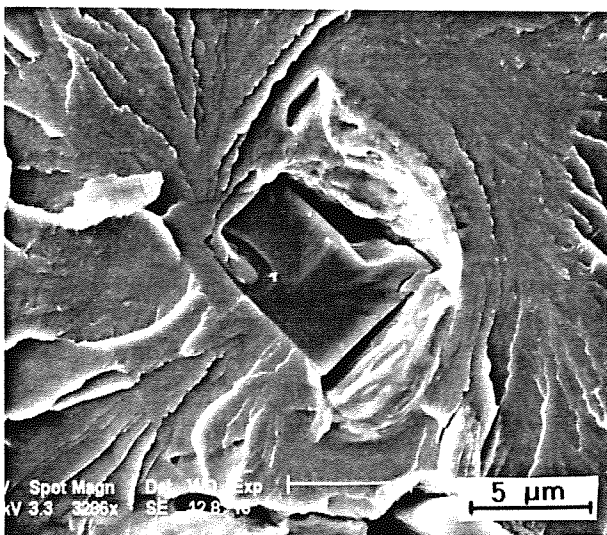
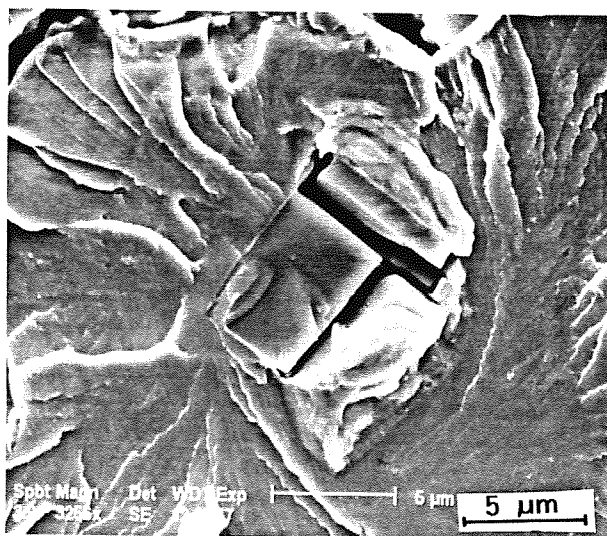


Fig. 6. Ejemplo de partícula de TiN fracturada prematuramente. La iniciación de la fractura frágil ha tenido lugar a partir de uno de los trozos previamente fracturados (se muestran las dos caras de la probeta).

puede considerarse relevante desde el punto de vista de la contribución de las partículas de gran tamaño "reconvertidas" en elementos nucleadores de fractura frágil de dimensiones más pequeñas, no explica la tendencia generalizada mostrada en la Tabla 3.

Las facetas frágiles que constituyen las islas frágiles se caracterizan por encontrarse muy poco desviadas con relación al plano de propagación de la grieta. Además, las dimensiones de las islas no superan dos veces el tamaño del grano de austenita previo ( $D_\gamma \approx 50 \mu\text{m}$ ). Por otra parte, en la propia superficie de fatiga se han observado partículas de TiN fracturadas que no han originado estallidos frágiles. Todo ello conduce a considerar que en la formación de los estallidos frágiles han intervenido varios mecanismos conjuntamente.

En primer lugar, como consecuencia del efecto Weibull las partículas que inicialmente se fracturan son las de mayor tamaño. A continuación, debido a que el estado de tensiones no es lo suficientemente elevado, sólo en aquellos casos con una buena relación de orientaciones entre matriz y partícula la grieta progresa a través de la primera. La nucleación de una ferrita en la junta de dos granos de austenita adyacentes puede dar lugar a la formación de perlitas en cada uno de los antiguos granos de austenita con similar orientación ferrítica. En consecuencia, a lo largo de esa "unidad" microestructural ferrítica la propagación de la grieta resultaría relativamente fácil. Sin embargo, frente a una importante desorientación matriz-matriz, la grieta se detendría, finalizando su propagación frágil. Resumiendo, la junta matriz-matriz habría finalmente controlado el proceso e impedido la fractura frágil.

Estas observaciones experimentales coinciden con las conclusiones obtenidas en los ensayos de tenacidad. En definitiva, la fractura prematura de las partículas de gran tamaño originaría que la microgrieta no atravesase la intercara partícula-matriz, y que cuando como consecuencia de una orientación favorable ello aconteciese, la junta de gran desorientación matriz-matriz sería la controlante del proceso.

#### 4.2. Mecanismos estáticos dúctiles

La formación de cavidades dúctiles en la zona de proceso situada delante de la punta de la grieta facilita la propagación de la misma. Si se asimila el efecto que ejerce una cavidad nucleada a partir de una inclusión al de un poro en un material sinterizado a partir de metalurgia de polvos, la velocidad de propagación puede determinarse mediante la ecuación propuesta por Bompard y François [11]:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{D^{m+1}} \quad (1)$$

donde D es la relación entre el área efectiva y el área total.

En dicha ecuación se considera que la formación de las cavidades es independiente del valor de  $\Delta K$  y en consecuencia, la existencia de modos estáticos dúctiles conduciría a un aumento de la velocidad de propagación manteniendo constante el valor del exponente m.

En la Fig. 7 se han representado las ecuaciones de Paris correspondientes a las medias de los diferentes ensayos. De forma similar, en la gráfica se han introducido las ecuaciones obtenidas con un acero al C-Mn y con estructura ferrítico-perlítica y un acero de soldadura [5, 6]. Con objeto de asegurar que no existen efectos de cierre de grieta (partículas de óxidos, diferentes espesores de probetas, etc.) en dicha figura se han representado exclusivamente las velocidades de propagación determinadas con  $R = 0.5$ .

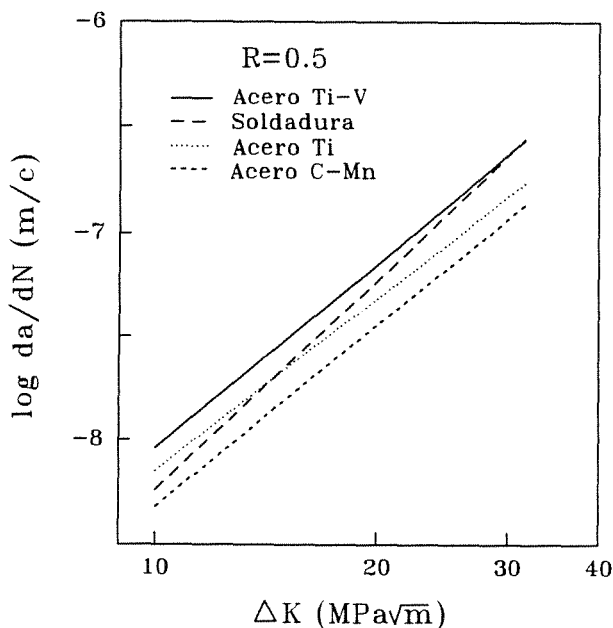


Fig. 7. Comparación entre las curvas de Paris de diferentes aceros para  $R = 0.5$

A partir de la Fig. 7 se deduce que exceptuado el caso de la soldadura, el resto de las rectas son prácticamente paralelas. Sin embargo, entre las distintas rectas existen unas diferencias en el coeficiente C que conducen a cambios en la velocidad de propagación. Es de destacar que la curva de mayor velocidad corresponde al acero al Ti-V, a continuación el acero al Ti y finalmente el acero al C-Mn.

El ordenamiento indicado de los aceros coincide con su nivel de impurezas (fracción volumétrica de inclusiones

no metálicas). En efecto, tanto desde el punto de vista de inclusiones de MnS como de óxidos simples ( $MgO$ ,  $Al_2O_3$ ), el acero al Ti-V posee los niveles más elevados. En cambio el acero con un nivel de inclusiones más bajo es el acero al C-Mn (la fracción volumétrica de inclusiones es 0.025%).

Las diferentes fracciones de inclusiones conducen a la aparición de distintos porcentajes de cavidades dúctiles en la superficie de fatiga. Mientras que en el acero al Ti-V en todo el rango de  $\Delta K$  correspondiente a la zona de Paris se observan cavidades dúctiles, en el acero al C-Mn éstas son prácticamente despreciables. Si la fracción volumétrica de cavidades estimada como  $\sim 7\%$  se utiliza para corregir a través de la ecuación (1) el valor del coeficiente C, las diferencias existentes entre ambos aceros prácticamente desaparecen. Un comportamiento similar se observa con el acero al Ti.

Con relación al acero de la soldadura, el valor más elevado del exponente m (llega a ser 3.4) puede también relacionarse con la fracción volumétrica de inclusiones y las características de las mismas. Comparando con el resto de los aceros, en el caso de la soldadura la fracción volumétrica de cavidades varía en función de  $\Delta K$ . Para  $\Delta K$  inferior a 20 MPa $\sqrt{m}$  el número de cavidades es prácticamente despreciable (no llega al 2%), a  $\Delta K = 25$  la fracción alcanza el 5 % ya partir de  $\Delta K$  superior a 30 ésta llega a ser del orden de un 7%, apreciándose una saturación de dicho valor para condiciones de  $\Delta K$  más elevadas. Este fenómeno indica que para niveles bajos de  $\Delta K$  no se dan las condiciones necesarias para que tenga lugar la nucleación y crecimiento de cavidades. A diferencia de lo que sucede con el resto de los aceros, las inclusiones no metálicas de las soldaduras suelen ser óxidos complejos con unas características notablemente diferentes a los sulfuros de manganeso. Mientras que en estos últimos la decohesión partícula-matriz tiene lugar con cierta facilidad [ 12], en el caso de los óxidos complejos la nucleación de la cavidad requiere de unos niveles de deformación más elevados. Este efecto sería el responsable del ligero aumento observado en el exponente m.

Resumiendo, a partir del estudio fractográfico realizado se ha constatado que la formación de cavidades a partir de inclusiones no metálicas conduce a un aumento del coeficiente C de la ecuación de Paris manteniendo constante el exponente de la misma. Sin embargo, en el caso de la soldadura debido a la naturaleza de los óxidos los mecanismos estáticos dúctiles pueden originar un ligero aumento del exponente m.

## 5. CONCLUSIONES

El estudio de la influencia de los mecanismos estáticos de fractura en la propagación de la grieta de varios aceros con contenidos bajos y medios de carbono ha conducido a las siguientes conclusiones:

- las islas frágiles nucleadas a partir de partículas de TiN que aparecen en los dos aceros microaleados no ejercen efecto alguno en la velocidad de propagación debido a su reducido número.

- desde el punto de vista de nucleación de mecanismos frágiles dichas islas confirman que la fractura de las partículas de TiN está relacionada con su volumen según el efecto Weibull. La junta matriz-matriz aparece como un factor determinante en el control de los mecanismos frágiles, limitando su extensión.

- la formación de cavidades dúctiles a partir de inclusiones no metálicas puede aumentar la velocidad de propagación de la grieta a través del coeficiente C de la ecuación de Paris. En aquellos casos en los que la nucleación de la cavidad por la naturaleza de la partícula depende del nivel de  $\Delta K$ , el exponente m puede también verse afectado.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los resultados mostrados forman parte de un proyecto de investigación realizado en colaboración con la empresa AFORASA (Grupo GSB, Azkoitia). M. A. Linaza agradece al Gobierno Vasco-Eusko Jaurlaritza y J.L. Romero al Ministerio de Educación y Ciencia la concesión de becas de investigación.

## 7. REFERENCIAS

[1] Ritchie, R.O. y Knott, J.F., *Acta Met.*, **21**, 639-648 (1973).

[2] Forman, R.G., Kearney, V.E. y Engles, R.M., *J. Basic Eng., Trans. ASME*, **89**, 459-464 (1967)

[3] Beevers, C.J., Cooke, R.J., Knott, J.F. y Ritchie, R.O., *Met. Sci.*, **9**, 119-126 (1975).

[4] Knott, J.F. y King, J.E., *Fatigue 90*, vol. 4, 2557-2569 (1990).

[5] Linaza, M.A., Rodriguez, J.M. y Fuentes, M., *Anales de Mecánica de la Fractura*, **8**, 135-140 (1991).

[6] Linaza, M.A., Rodriguez, J.M. y Fuentes, M., *Reliability and Structural Integrity of Advanced Materials (ECF9)*, EMAS, vol. 1, 397-402 (1992).

[7] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Script. Met. and Mat.*, **29**, 451-456 (1993).

[8] Linaza, M.A. Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Anales de Mecánica de la Fractura*, **10**, 56-63 (1993).

[9] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Script. Met. and Mat.*, **29**, 1217-1222 (1993).

[10] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Anales de Mecánica de la Fractura*, **11** (1994).

[11] Bompard, P.H. y François, D., *Advances in Fracture Research*, S.R. Valluri et al. eds., vol.3, 2049-2055 (1984).

[12] Nicholson, A. y Gladman, T., *Ironmaking and Steelmaking*, **13**, 53-69 (1986).